

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 07-173585

(43)Date of publication of application : 11.07.1995

(51)Int.Cl.

C22F 1/047

C22C 21/06

(21)Application number : 06-259699

(71)Applicant : SUMITOMO LIGHT METAL IND LTD

(22)Date of filing : 30.09.1994

(72)Inventor : YOSHIDA HIDEO

TANAKA HIROKI

TSUCHIDA MAKOTO

ITO HIDEO

KYOTANI AKIHIRO

TAKAHASHI HIROSHI

(54) PRODUCTION OF ALUMINUM ALLOY SHEET FOR FORMING EXCELLENT IN SURFACE TREATING PROPERTY

(57)Abstract:

PURPOSE: To produce an Al alloy sheet having high strength and excellent in formability and chemical convertibility before coating and in which lowering of strength after baking finish is prevented by subjecting an Al alloy contg. specified amounts of Mg, Cu, Ti and Be to specified heat treatment and working and thereafter executing weak working.

CONSTITUTION: An Al alloy having a compsn. contg., by weight, 4 to 6% Mg, 0.2 to 1.2% Cu so as to satisfy $Mg+5Cu<10\%$, 0.01 to 0.05% Ti and 0.0001 to 0.0100% Be and furthermore contg., at need, Mn, Cr, Zr and V respectively by 0.02 to 0.20%, and the balance Al with inevitable impurities is subjected to single stage or multistage homogenizing treatment at 400 to 500° C for 2 to 48hr. Next, this alloy is subjected to hot working in the precipitating temp. range of $\leq 440^\circ$ C and is thereafter subjected to cold working to regulate its sheet thickness to a specified one. This worked material is rapidly heated to 480 to 560° C, is subjected to solution treatment and thereafter subjected to weak working such as roller straightening or skinpass rolling. Thus, the Al alloy sheet for forming in which the occurrence of stretcher strain marks is prevented and excellent in surface treating properties can be obtd.

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平7-173585

(43) 公開日 平成7年(1995)7月11日

(51) Int. Cl.⁶

C 2 2 F 1/047

C 2 2 C 21/06

識別記号

庁内整理番号

F I

技術表示箇所

審査請求 有 請求項の数 2 F D (全 9 頁)

(21) 出願番号 特願平6-259699

(62) 分割の表示 特願昭63-208028の分割

(22) 出願日 昭和63年(1988)8月24日

(71) 出願人 000002277

住友軽金属工業株式会社

東京都港区新橋5丁目11番3号

(72) 発明者 吉田 英雄

愛知県名古屋港区千年三丁目1番12号

住友軽金属工業株式会社技術研究所内

(72) 発明者 田中 宏樹

愛知県名古屋港区千年三丁目1番12号

住友軽金属工業株式会社技術研究所内

(72) 発明者 土田 信

愛知県名古屋港区千年三丁目1番12号

住友軽金属工業株式会社技術研究所内

(74) 代理人 弁理士 小松 秀吉 (外3名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 表面処理特性にすぐれた成形用アルミニウム合金板材の製造方法

(57) 【要約】

【目的】 成形性と塗装前の化成処理性に優れ、かつ、焼付け塗装後の強度低下がないアルミニウム合金板材の製造方法を提供すること。

【構成】 重量%で、

M g : 4 ~ 6 %

C u : 0. 2 ~ 1. 2 %

M g + 5 C u : < 1 0 %

T i : 0. 0 1 ~ 0. 0 5 %

B e : 0. 0 0 0 1 ~ 0. 0 1 0 0 %

を含有し、残部はAlと不可避不純物とからなるアルミニウム合金を、400~550℃で2~48時間の一段または多段均質化処理を行った後、440℃以下の析出温度域で熱間加工を行ない、その後、所定の板厚まで冷間加工し、480~560℃に急速加熱し、溶体化処理焼入れを行った後、ローラー矯正またはスキンパス圧延等の弱加工を行なうストレッチャーストレインマークの発生の防止と、表面処理特性にすぐれた成形用アルミニウム合金板材の製造方法。

1

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、

Mg : 4 ~ 6 %

Cu : 0.2 ~ 1.2 %

Mg+5Cu : < 10 %

Ti : 0.01 ~ 0.05 %

Be : 0.0001 ~ 0.0100 %

を含有し、残部はAlと不可避不純物とからなるアルミニウム合金を、400~550℃で2~48時間の一段または多段均質化処理を行った後、440℃以下の析出温度域で熱間加工を行ない、その後、所定の板厚まで冷間加工し、480~560℃に急速加熱し、溶体化処理焼入れを行った後、ローラー矯正またはスキンスバ圧延等の弱加工を行なうことを特徴とするストレッチャーストレインマークの発生防止と、表面処理特性にすぐれた成形用アルミニウム合金板材の製造方法。

【請求項2】 重量%で、

Mg : 4 ~ 6 %

Cu : 0.2 ~ 1.2 %

Mg+5Cu : < 10 %

Ti : 0.01 ~ 0.05 %

Be : 0.0001 ~ 0.0100 %

を含有し、さらに

Mn : 0.02 ~ 0.20 %

Cr : 0.02 ~ 0.20 %

Zr : 0.02 ~ 0.20 %

V : 0.02 ~ 0.20 %

のうち、少なくとも1種を含有し、残部はAlと不可避不純物とからなるアルミニウム合金を、400~550℃で2~48時間の一段または多段均質化処理を行った後、440℃以下の析出温度域で熱間加工を行ない、その後、所定の板厚まで冷間加工し、480~560℃に急速加熱し、溶体化処理焼入れを行った後、ローラー矯正またはスキンスバ圧延等の弱加工を行なうことを特徴とするストレッチャーストレインマークの発生防止と、表面処理特性にすぐれた成形用アルミニウム合金板材の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】この発明は、表面処理特性（化成処理性）に優れ、焼付け塗装後も強度低下のない成形用アルミニウム合金板材の製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】自動車車体材料は、従来軟鋼板が多用されているが、車体の軽量化のためにアルミニウム合金板が使用されるようになった。このアルミニウム合金としては、5182、X5085等の非熱処理型合金や、A12G、2036、2002、6009、6010等の熱処理型の合金が実用化されている。これらの合金の強度は、従来の自動車用に使われている冷延鋼板とほぼ

2

同程度であるが、プレス成形性については劣るという欠点があり、これまでの欠点を解消するため種々の提案がなされている。さらに、最近では塗装下地処理を、鋼と共存させることも考えられており、燐酸亜鉛処理により表面に燐酸亜鉛結晶が生成しやすく、塗料の密着性を向上させたアルミニウム合金（特公昭62-54855）の提案もある。

【0003】しかし、これらは成形性が優れているというものの、いずれもZn、Cuを含有させて時効硬化によって強度を高めたものであり、プレス成形加工前には室温時効硬化によって出荷時よりも強度が高くなっており、成形性は相対的に無くなっていることは否定できず、割れが発生しやすいという問題があった。また、近年、プレス成形の条件は、かなり苛酷なものとなっており、従来に増してプレス成形性の良好な板材が要求されるようになった。また、焼付け塗装するとき170℃で30分程度の焼付条件では復元を生じ、焼入状態の強度にまで低下するという欠点がある。さらに、上述のごとく最近では塗装下地処理を鋼と共存させて行うことも考えられており、塗装下地処理時の化成被膜が形成され易いことが必要であり、化成被膜（クロム酸被膜、燐酸・クロム酸被膜、燐酸亜鉛被膜など）の形成に対して、アルミニウム合金表面の酸化被膜の存在は有害であり、酸化被膜の生成を抑制した素材が求められている。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、強度が高く、成形性と塗装前の化成処理特性に優れ、かつ、焼付け塗装後の強度低下を防止したアルミニウム合金板材の製造方法を提供しようとするものである。

【0005】

【課題を解決するための手段】上記課題を解決するためのこの発明の構成を要約すると、重量基準でMg : 4~6%、Cu : 0.2~1.2%、Mg+5Cu : < 10%、Ti : 0.01~0.05%、Be : 0.0001~0.0100%を含有し、残部はAlと不可避不純物とからなる、表面処理特性にすぐれた成形用アルミニウム合金、または、この合金の成分しとして更に、Mn、Cr、Zr、Vのうち、いずれか1種以上を各0.02~0.20%含有するアルミニウム合金を400~550℃で2~48時間の一段または多段の均質化処理を行った後、440℃以下の析出温度域で熱間加工を行い、その後、所定の板厚まで冷間加工し、480~560℃に急速した後、ローラー矯正またはスキンスバ圧延等の弱加工を行うストレッチャーストレインマークを発生しない、表面処理特性にすぐれた成形用アルミニウム合金板材の製造方法である。

【0006】つぎにこれらの合金成分を限定した理由について述べる。

Mg : Mgは主として強度と延性を高めるために不可欠な元素であり、4~6%の範囲とする。4%未満では強

度が低く、6%を越えると熱間加工中に割れが発生し易くなる。

Cu; Cuは時効硬化性により、強度を増加させ、特に塗装焼付け後の強度を向上させる元素であり、0.2~1.2%の範囲とする。0.2%未満ではその効果が少なく、1.2%を越えると強度は著しく高くなるが、熱間加工性および成形性に問題が生じ、また、素材の耐食性を低下させる原因となる。

Mg+5Cu; Mg+5Cuが10%以上となると、熱間加工割れが発生しやすくなる。

Ti; Tiは鋳塊の結晶粒の微細化に効果があり、0.01~0.05%とする。0.01%未満ではその効果が少なく、0.05%を越えると巨大な晶出物を生ずるので好ましくない。

【0007】Be; Beは溶解鋳造時の溶湯の酸化防止に効果があり、特に、Mg含有量が高くなるほど必要不可欠である。また、Beの酸化物の標準生成自由エネルギーは、AlやMgよりも小さいため、最終圧延板を高圧で熱処理する場合、表面の酸化被膜の生成を抑制する効果があり、塗膜の密着性を向上させる。0.001%未満ではその効果が少なく、0.0100%を越えるとその毒性が問題になる。

Mn, Cr, Zr, V; Mn, Cr, Zr, Vは必要により含有させるもので、再結晶粒の微細化と強度向上に有効であり、0.02~0.2%の範囲とする。しかし、いずれも0.02%未満ではこれらの効果がなく、0.2%を越えると再結晶が微細化しすぎてストレッチャーストレインマークが発生し易くなる。また、巨大な金属間化合物を生じる欠点がある。

【0008】つぎにこれらの製造条件を限定した理由について述べる。

(1) 鋳塊の均質化処理; 鋳塊の均質化処理は、鋳造時に偏析しやすいMg、Cuを均質にする効果と、再結晶微細化のためMn、Cr、Zr、V等の遷移元素を十分に析出させる効果がある。このために、400~550℃で2~4時間加熱保持する。これらの効果を十分發揮させるためには、多量の熱処理を行うこともある。加熱温度が、400℃未満では鋳塊の均質化の効果が少なく、550℃を越えると鋳塊の表面がが酸化され易く、また、偏析相の一部が共晶融解する可能性がある。また、2時間未満では鋳塊の均質化の効果が少なく、48時間を越えると均質化の効果が飽和し、工業上意味がない。

【0009】(2) 圧延温度; 前記均質化処理後、440℃以下まで冷却し、Al-Mg-Cu系化合物S相の析出する温度範囲で熱間加工を開始する。これは、熱間加工中に動的回復や動的再結晶が生じ、亜結晶粒が形成されたり、再結晶粒が微細化する。440℃を越えた温度で圧延すると再結晶粒が粗大化し、熱間加工性が低下し、粒界割れが生じ易くなる。このため熱間加工温度を

440℃以下とする必要がある。200℃以下となると加工硬化が激しく、変形抵抗が高くなり、熱間圧延は困難となる。

(3) 最終溶体化処理; 最終溶体化処理は、工業的には連続焼鈍加熱炉を用いて溶体化焼入処理をする。この場合、一般に高温短時間であることが多い。このため480~560℃の温度にまで加熱して短時間熱処理して焼入する。加熱温度が、480℃未満では再結晶しにくく、560℃を越えると共晶融解を生じ易いため、好ましくない。

【0010】(4) 冷間弱加工; 焼入れ後は、ストレッチャーストレインマークを防止するために、ローラーベリングかスキンプラス圧延(スキンプラス2%以下が好ましい)の弱加工を行い、歪を与え、固溶しているMgを転位に囚禁してその発生を防止する。

【0011】【実施例】以下、実施例によって本発明を具体的に説明する。

実施例1

下記第1表に示す成分の合金を通常の溶製法で造り出した。均質化処理は420℃で2時間保持と500℃8時間保持した。なお、Zrを添加した13, 16, ~19および29は、さらに550℃で24時間の均質化処理を追加した。420℃まで空冷した後、熱間加工を開始した。その後冷間圧延工程を経て厚さ1mmの板とした。最終溶体化処理は、ソルトバス中で540℃で30秒間保持後、ファン冷却した。その後1%のスキンプラスを付加して引張試験を行い、0.2%耐力の測定と、圧延方向に引張試験した途中の伸びが3%となった時点の表面状態(肌荒れ、ストレッチャーストレインマークの有無)を調べた。また、塗装焼付けに相当する170℃で30分間の加熱をした時の時効硬化性を、引張試験の0.2%耐力の変化で調べた。これらの結果を第1表に示す。熱間圧延で割れが発生したものは、その後の試験を中断した。評価基準として、熱間加工が可能で、引張試験した途中の伸びが3%となった時点の表面に肌荒れや、ストレッチャーストレインマークの発生がなく、スキンプラス後170℃30分間の加熱後の耐力の増加が、スキンプラス後から1.0 kg/mm²以上増加したものを合格とした。

【0012】また、表面処理特性は化成処理(りん酸塩処理)したときの図1に示すごく粒々が細かく微塵なものを◎、図3に示すようにむらのあるものを×、写真1と写真3との中間、すなわち図2に示すようなものを○とした。本発明の特許請求の範囲の成分範囲にあるNo.1~19は、これらの評価基準に合格している。しかし、No.20は、Cuが添加されていないので、引張試験した途中の伸びが3%となった時点の表面に肌荒れが発生し、表面状況が悪い。No.21は、CuおよびMg+5Cuが高いため、No.22は、MgおよびMg+

5 Cuが高いため、No. 23は、Mgが低く、CuおよびMg+5 Cuが高いため、いずれも熱間圧延割れが発生し、試験を中断した。No. 24は、Tiが添加されていないので鋳塊に割れが発生し、試験を中断した。

【0013】No. 25は、Beが添加されていないので、No. 26は、Mnが高く、No. 27はCrが高く、いずれも引張試験した途中の伸びが3%となった時点の表面に肌荒れが発生し、表面状況が悪い。No. 28は、Zrが高く、No. 29は、Vが高く、いずれも均質化処理により晶粒物が粗大化して圧延が不可能となり、試験を中断した。No. 30は、Cuが低く、170℃で30分間加熱後の強度が1.0 k g/mm²未満の増加であつ *

*た。No. 31は、Mg+5 Cuが10.5%と高く、熱間加工割れが発生した。No. 32は、TiおよびBeが添加されないで、鋳塊の結晶粒が大きく、かつ、鋳肌も悪いので、熱間加工が困難であった。

【0014】実施例2

第1表に示す材料の一部を用い、均質化処理、熱間圧延、冷間圧延、最終溶体化処理および弱加工の条件を種々変えた製造を行い、実施例1と同様な試験を行った結果を第2表に示した。

【0015】

【表1】

第1表

区分	No.	成 分 (w t %)											
		Mg	Cu	Mg+5Cu	Ti	Be	Mn	Cr	Zr	V	Fe	Si	
実	1	4.5	0.5	7.0	0.02	2.2ppm	0.10	0.10	—	—	0.10	0.08	
	2	—	—	—	—	5.4	—	—	—	—	—	—	
	3	—	—	—	—	10.1	—	—	—	—	—	—	
	4	—	—	—	—	55.0	—	—	—	—	—	—	
	5	5.2	0.35	6.55	—	10.0	—	—	—	—	—	—	
	6	4.6	0.35	6.35	—	—	—	—	—	—	—	—	
	7	4.0	1.20	10.0	—	1	—	—	—	—	—	—	
	8	5.0	0.51	7.51	0.05	8.0	—	—	—	—	—	—	
	9	5.0	0.20	10.0	—	1	—	—	—	—	—	—	
施	10	4.9	0.46	7.36	0.02	—	0.05	—	—	—	—	—	
	11	—	—	—	—	—	0.12	—	—	—	—	—	
	12	—	—	—	—	—	—	0.12	—	—	—	—	
	13	—	—	—	—	—	—	—	0.08	—	—	—	
	14	—	—	—	—	—	—	—	—	0.10	—	—	
	15	—	—	—	—	—	0.05	0.05	—	—	—	—	
	16	—	—	—	—	—	0.05	—	0.05	—	—	—	
	17	—	—	—	—	—	—	0.13	0.05	—	—	—	
	18	—	—	—	—	—	0.04	0.08	0.04	—	—	—	
例	19	—	—	—	—	—	0.05	0.05	0.04	0.03	—	—	

【0016】

【表2】

第1表つぎ

区分 No.	成 分 (w t %)										
	Mg	Cu	Mn+5Ca	Ti	Be	Mn	Cr	Zr	V	Fe	Si
比	20	4.5	—	4.5	#	#	—	—	—	#	#
	21	4.2	1.3	10.7	#	#	—	—	—	#	#
	22	6.5	0.8	10.5	0.01	1.0	—	—	—	0.10	0.08
	23	3.5	1.5	11.0	#	#	—	—	—	#	#
	24	4.6	0.35	6.25	—	#	—	—	—	#	#
軌	25	#	#	#	0.02	—	—	—	—	#	#
	26	4.9	0.46	7.20	#	1.0	0.15	—	—	#	#
	27	#	#	#	#	—	0.25	—	—	#	#
	28	#	#	#	#	—	0.25	—	—	#	#
例	29	#	#	#	#	—	—	—	0.25	#	#
	30	5.2	0.1	5.7	#	#	—	—	—	#	#
	31	5.5	1.1	11.0	#	#	—	—	—	#	#
	32	5.2	0.4	7.1	—	—	—	—	—	#	#

【0017】

* * 【表3】

第1表つぎ

区分 No.	性 能					総合 評価	
	熱工 間仕 組	0.2%の耐力 kg/mm^2		表面 状況	化成被膜 (リン酸亜鉛 板面)		
		1%スキンプス後	170℃, 10分後				
突	1	熱処理	13.8	14.9	○	○	○
	2	#	13.8	15.0	○	◎	○
	3	#	14.0	15.2	○	◎	○
	4	#	14.1	15.4	○	◎	○
	5	#	14.7	15.8	○	◎	○
	6	#	14.0	15.1	○	◎	○
	7	#	16.4	18.2	○	○	○
	8	#	15.6	16.8	○	◎	○
	9	#	15.8	16.9	○	◎	○
施	10	#	14.9	16.0	○	◎	○
	11	#	14.9	16.0	○	◎	○
	12	#	14.3	15.6	○	◎	○
	13	#	15.2	16.3	○	◎	○
例	14	#	14.2	15.8	○	◎	○
	15	#	14.2	15.4	○	◎	○
	16	#	14.8	15.8	○	◎	○
	17	#	14.9	16.1	○	◎	○
	18	#	15.0	16.2	○	◎	○
	19	#	15.1	16.1	○	◎	○

【0018】

50 【表4】

第1表つぎ

No.	区分	性 能				総合 評価	
		電工 関係 加	0.2%の耐力 kg/mm^2		表面 状況		化成被膜 (リン酸皮膜 被膜)
			1%スキャンパス後	170℃, 10分後			
比	20	融れ	12.8	12.7	硬脆	×	
	21	割れ発生のため試験を中断				×	
	22	—				×	
	23	—				×	
	24	鋸進時に鋸地割れを生じ、試験を中断				×	
較	25	鋸刃が悪く、試験を中断				×	
	26	○	15.2	16.4	硬脆	×	
	27	○	15.0	15.7	×	×	
例	28	晶出率が粗大化し、試験を中断				×	
	29	—				×	
	30	○	15.1	15.2	○	×	
	31	熱間加工割れのため試験を中断した				×	
	32	鋸刃の結晶粒が大きく、かつ、鋸刃が悪くて熱間加工が困難であった。				×	

【0019】

* * 【表5】

第2表

No.	区分	均 質 化 処 理						最終硬化処理		新加工		
		低温度 No.		一 段		多 段		加熱 温度 (°C)	加熱 時間 (min)	温 度 (°C)	1 % 増正	15% シラス
		温度 (°C)	時間 (hr)	温度 (°C)	時間 (hr)	温度 (°C)	時間 (hr)					
英 施 例	33	3	500	10	—	—	420	1	550	60	—	○
	34	8	—	—	—	—	400	1	550	60	○	—
	35	9	—	—	—	—	380	1	550	60	○	—
	36	6	—	—	—	—	400	1	550	60	○	—
	37	19	—	—	420 +500 +550	2 8 2.4	420	1	550	60	—	○
比 較 例	38	3	380	4	8	—	—	420	互質化発生のため試験を中止した			
	39	3	570	2	—	—	—	アーク溶接の多量発生が認められた				
	40	3	550	1	—	—	—	互質化発生のため試験を中止した				
	41	3	590	10	—	—	—	1	450	30	○	—
	42	3	—	—	—	—	—	1	570	30	○	—
	43	3	—	—	—	—	—	1	540	30	—	—

【0020】

【表6】

第2表つづき

区分 No.	熱 加 工 性	性 質			
		0.2%耐力 $1\text{L}/\text{mm}^2$		表面 状況	化成膜 (りん酸直 接被膜)
		1%スキンプス	110℃×50分加熱		
33	良好	14.1	15.2	○	○
34	〃	15.8	16.8	○	○
35	〃	15.8	16.9	○	○
36	〃	14.0	15.1	○	○
37	〃	15.1	16.1	○	○
比較 例	38	耳割れ発生のため試験を中断した			
	39	ゾーキング後の共晶融解がみられた			
	40	耳割れ発生のため試験を中断した			
	41	ストレッチャーストレインマーク発生			
	42	一部共晶融解がみられた			
43		ストレッチャーストレインマーク発生			

【0021】No. 33からNo. 37までは、本発明の実
施例であり、熱間加工が可能で、引張試験をして途中の
伸びが3%となった時点の表面に肌荒れや、ストレッチ
ャーストレインマークの発生がなく、スキンプス後17
0℃、30分間の加熱後の耐力が $1.0\text{kg}/\text{mm}^2$ 以
上であり、評価範囲内である。No. 38は、均質化処理
温度が低く、耳割れ発生のため試験を中断した。No. 3
9は、均質化処理温度が高く、均質化処理後共晶融解が
みられた。No. 40は、均質化処理時間が短く、耳割れ
発生のため試験を中断した。No. 41は、最終溶体化処
理温度が低く、ストレッチャーストレインマークが発生
した。

【0022】No. 42は、最終溶体化処理温度が高く、
一部共晶融解がみられた。No. 43は、最終溶体化処理
後の弱加工を行なわなかったため、ストレッチャース
トレインマークが発生した。No. 3, 15, 17, 19の

いずれの合金も460℃の熱間圧延開始では二枚板を生
じて表面処理評価用の試料が作製できなかった。

【0023】

【発明の効果】以上説明したように、この発明は、Al
-Mg-Cu系合金にBeを微量含有させ、さらに44
0℃以下の低圧圧延を行うことにより、成形性と塗装前
の化成処理性に優れ、かつ、焼付け塗装後の強度低下を
防止したアルミニウム合金板材を提供することができる。

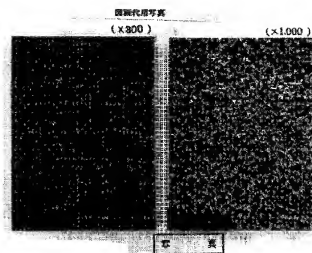
【図面の簡単な説明】

【図1】化成処理した試料表面の粒子構造が◎となった
ものの顕微鏡写真、

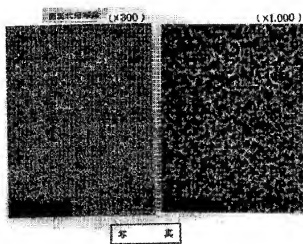
【図2】同じく、化成処理した試料表面の粒子構造が○
となったものの顕微鏡写真、

【図3】同じく化成処理した試料表面の粒子構造が×と
なったものの顕微鏡写真。

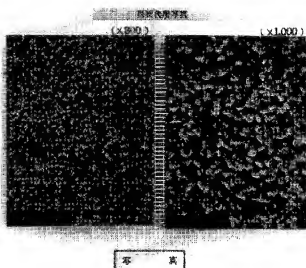
【図1】



【図2】



【図3】



フロントページの続き

(72)発明者 伊藤 秀男

愛知県名古屋港区千年三丁目1番12号
住友軽金属工業株式会社技術研究所内

(72)発明者 清谷 明弘

愛知県名古屋港区千年三丁目1番12号
住友軽金属工業株式会社技術研究所内

(72)発明者 高橋 博

愛知県名古屋港区千年三丁目1番12号
住友軽金属工業株式会社名古屋製造所内